

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

Факультет будівництва, архітектури та дизайну

(повне найменування факультету)

Кафедра композиційних матеріалів, хімії та технологій

(повне найменування кафедри)

Пояснювальна записка

до дипломного проєкту (роботи)

бакалавра

(ступінь вищої освіти)

на тему Вплив модифікування на структуру та властивості
нікелевих жароміцних сплавів

(назва теми)

Виконала: студентка 4 курсу, групи БАД-211

Спеціальності 132 – "Матеріалознавство"

(код і найменування спеціальності)

Освітня програма (спеціалізація)

«Композиційні та порошкові матеріали,
покриття»

Дем'яненко В.В.

(ПРИЗВИЩЕ та ініціали)

Керівник Акімов І.В.


(ПРИЗВИЩЕ та ініціали)

Рецензент Павленко Д.В.

(ПРИЗВИЩЕ та ініціали)

Національний університет «Запорізька політехніка»
(повне найменування вищого навчального закладу)

Інститут, факультет Будівництва, архітектури та дизайн
Кафедра Композиційних матеріалів, хімії та технологій
Ступінь вищої освіти (освітній ступінь) бакалаврат
Спеціальність 132 Матеріалознавство
(код і назва)
освітня програма (спеціалізація) Композиційні та порошкові матеріали, покриття
(код і назва)

ЗАТВЕРДЖУЮ
Завідувач кафедри КМХТ  (Мітєв О.А.)
« 14 » 04 20 25 року

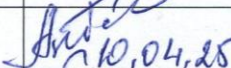
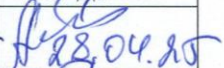
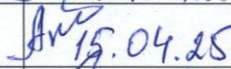
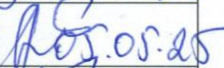
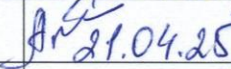
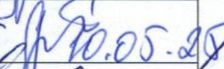
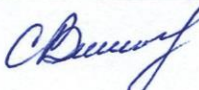

**ЗАВДАННЯ
НА ДИПЛОМНУ РОБОТУ СТУДЕНТУ**

Дем'яненко Валерія Володимирівна

(прізвище, ім'я, по батькові)

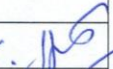


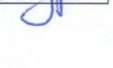
1. Тема проекту (роботи) Вплив модифікування на структуру та властивості нікелевих жароміцних сплавів
керівник проекту (роботи) Акімов Іван Васильович к.т.н., доцент
(прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)
затверджені наказом вищого навчального закладу від «09» 04 2025 р., № 161
2. Строк подання студентом проекту(роботи) 20.05.2025р.
3. Вихідні дані до проекту (роботи) Жароміцні сплави на нікелевій основі, що потребують підвищення механічних та службових властивостей.
4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити) Умови роботи виробів з жароміцних сплавів, класифікація даних сплавів, методи підвищення механічних та експлуатаційних властивостей жароміцних сплавів, описання методів дослідження структури та властивостей даних сплавів. Технологічні рекомендації щодо покращення мікроструктури та експлуатаційних властивостей жароміцних сплавів.
5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень): мікроструктури не модифікованих (вихідних) та модифікованих жароміцних сплавів за різними варіантами модифікування. Фрактографії зламів немодифікованих та модифікованих жароміцних сплавів після визначення ударної в'язкості.

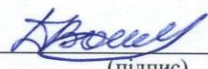
5. Консультанти розділів проєкту (роботи)

Розділ	ПРІЗВИЩЕ, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	прийняв виконане завдання
1	Акімов І.В., доцент	 10.04.25	 28.04.25
2	Акімов І.В., доцент	 15.04.25	 05.05.25
3	Акімов І.В., доцент	 21.04.25	 10.05.25
Нормо-контроль	Савченко В.О., доцент		

7. Дата видачі завдання «10» квітня 2025 року.

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№№ п.п.	Назва етапів дипломної роботи	Строк виконання етапів роботи	Примітка
1.	Вступ, розділ 1	28.04.2025	Вик. 
2.	Розділ 2	05.05.2025	Вик. 
3.	Розділ 3	10.05.2025	Вик. 
4.	Попередній захист	15.05.2025	Вик. 

Студентка  (підпис) (Дем'яненко В. В.) (прізвище та ініціали)Керівник проєкту (роботи)  (підпис) (Акімов І. В.) (прізвище та ініціали)

РЕФЕРАТ

Пояснювальна записка до дипломної кваліфікаційної роботи бакалавра «Вплив модифікування на структуру та властивості нікелевих жароміцних сплавів»: 41 с., 4 рис., 6 табл., 21 джерело.

Мета роботи: встановлення закономірностей впливу модифікування ультрадисперсними компонентами на формування структури та властивості нікелевих жароміцних сплавів, а також розроблення рекомендацій якщо до вибору ефективних модифікаторів і режимів їх введення для досягнення оптимального комплексу експлуатаційних характеристик. **Об'єкт дослідження:** процеси структуроутворення в нікелевих жароміцних сплавах під впливом модифікування. **Предмет дослідження:** закономірності зміни структурних характеристик і механічних властивостей нікелевих жароміцних сплавів залежно від типу і режиму введення модифікатора. **Наукова новизна:** полягає у встановленні нових закономірностей впливу ультрадисперсних модифікаторів, зокрема $Ti(C,N)$, на подрібнення структури, фазоутворення та механічні властивості нікелевих жароміцних сплавів, а також у розробці науково обґрунтованих підходів до оптимізації процесу модифікування. **Практичне значення:** результати проведених дослідження можуть бути застосовані для вдосконалення технології лиття та модифікування деталей з жароміцних нікелевих сплавів у авіаційній, енергетичній та машинобудівній галузях, що сприятиме підвищенню їх ресурсу і надійності.

ЖАРОМІЦНІ НІКЕЛІВІ СПЛАВИ, МОДИФІКУВАННЯ, СТРУКТУРА СПЛАВУ, МАКРО- ТА МІКРОСТРУКТУРА, КАРБОНІТРИДИ ТИТАНУ, МІЦНІСТЬ, УДАРНА В'ЯЗКІСТЬ, ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ, ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНА МІЦНІСТЬ.

ЗМІСТ

Вступ.....	6
1. Структура та властивості литих жароміцних нікелевих сплавів.....	8
1.1 Визначення та область застосування жароміцних нікелевих сплавів.....	8
1.2 Наукові принципи легування жароміцних нікелевих сплавів.....	9
1.3 Явища, що відбуваються при легуванні жароміцних нікелевих сплавів..	11
1.4 Легування поверхні границі.....	12
1.5 Структура та фазові складники.....	14
1.5.1 Склади γ - і γ' - фаз та їх властивості.....	14
1.5.2 Дослідження інших фаз у ливарних нікелевих сплавах.....	18
1.6 Структурні особливості сплавів.....	20
1.7 Термічна обробка ливарних жароміцних нікелевих сплавів.....	22
2. Методика проведення досліджень.....	26
2.1 Дослідження макро- та мікроструктури сплавів.....	26
2.2 Дослідження механічних властивостей.....	27
2.2.1 Дослідження параметрів міцності та пластичності.....	27
2.2.2 Дослідження ударної в'язкості.....	27
2.3 Дослідження параметрів жароміцності.....	28
3. Підвищення механічних та службових властивостей жароміцних сплавів.....	29
3.1 Дослідження якості сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого ультрадисперсними частками Ti(C, N).....	29
3.2 Макроструктурні характеристики.....	31
3.3 Механічні властивості модифікованих сплавів.....	32
3.4 Мікроструктурні дослідження.....	34
3.5 Узагальнення результатів модифікування.....	38
Перелік посилань.....	39

ВСТУП

Жароміцні сплави на основі нікелю займають особливе місце в сучасному матеріалознавстві завдяки своїй винятковій жаростійкості, високим механічним властивостям і структурній стабільності при високих температурах і навантаженнях. Ці матеріали складають основу відповідальних компонентів авіаційних і газотурбінних двигунів, а також елементів конструкцій, що працюють в агресивних середовищах і при екстремальних температурах. Надійність, довговічність і ефективність цих систем значною мірою залежать від властивостей використовуваних жароміцних сплавів і, відповідно, від методів легування, модифікування та термічної обробки.

Одним з ключових напрямків покращення властивостей жароміцних нікелевих сплавів є модифікування, тобто цілеспрямоване введення мікродомішок або ультрадисперсних компонентів, здатних змінювати процеси кристалізації, формування мікроструктури, фазовий склад і морфологію зміцнювальної фази. Зокрема, великий науковий інтерес представляє вивчення впливу модифікуючих елементів на формування γ -фази, яка є ключовим фактором високої термічної стабільності та механічної міцності при тривалій експлуатації.

Крім того, використання модифікування відкриває величезні можливості для вдосконалення властивостей сплавів з метою адаптації їх до конкретних умов використання. Це особливо важливо в умовах мініатюризації компонентів і зростання робочих температур, коли навіть невелике поліпшення структурних властивостей може призвести до значного збільшення терміну служби компонента.

Незважаючи на значну кількість фундаментальних і прикладних досліджень, багато аспектів впливу модифікуючих елементів на мікроструктуру та фізико-механічні властивості нікелевих сплавів залишаються недостатньо вивченими. Подальшого аналізу потребують механізми дії окремих

модифікаторів, їх взаємодія з ключовими легуючими елементами та вплив на кінетику фазових перетворень під час термічної обробки.

Таким чином, актуальність даних досліджень зумовлена необхідністю поглибленого вивчення впливу модифікаторів на структуру та властивості термічно оброблених нікелевих сплавів з метою розробки більш ефективних матеріалів нового покоління, що відповідають зростаючим вимогам надійності та довговічності машин. Метою досліджень є аналіз існуючих підходів до модифікування жароміцних нікелевих сплавів, дослідження механізмів впливу модифікуючих елементів на структуру матеріалу та оцінка. Досягнути поставлену мету можна шляхом вирішення наступних наукових завдань:

- 1.Провести аналіз сучасного стану досліджень впливу модифікації на структуру жароміцних нікелевих сплавів.

- 2.Дослідити вплив модифікації на мікроструктуру й фазовий склад досліджуваних сплавів.

- 3.Встановити закономірності впливу модифікації на морфологію, розміри й просторову організацію γ' -фази, зміну ключових властивостей внаслідок цього впливу.

- 4.Визначити оптимальний варіант введення модифікаторів, який забезпечить формування бажаного комплексу структурних і механічних характеристик.

1. СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ЛИТИХ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

1.1 Визначення та область застосування жароміцних нікелевих сплавів

Відомо, що в промисловості дуже широке використання мають жароміцні сплави на нікелевій основі – до цієї групи належать нікелеві сплави, в які іноді додають компаненти: титан, алюміній, молібден, вольфрам, ніобій, бор, тощо. В різних дослідженнях було з'ясовано, що нікель здатний розчиняти в собі інші метали та зберігає при цьому свою міцність. Це призвело до створення цілого різноманіття нікелевих сплавів. Рівень механічних та службових властивостей сплавів, що розглядаються, цілком залежний від можливостей самої нікелевої основи: це й можливість створювати кристалічні ґратки із різними атомами компонентів – тверді розчини, наявність магнітних властивостей, здатність опиратися корозії як в газових середовищах, так й в рідинних, відсутність алотропних перетворень. Неперевершені властивості жароміцних сплавів на основі нікелю є однією з головних причин їх успішного застосування в різних сферах людської діяльності. В основному це такі показники як: опір повзучості при високих температурах, термічна стабільність, довготривала міцність (в деяких випадках це можна розглядати як втомну міцність). Ці властивості досягаються сплавами на основі нікелю, причому не тільки термічною обробкою, але і багатокомпонентними сплавами. Високолеговані сталі містять більше 10% легуючих елементів. Наприклад, сталь марки 20X20H14C2 містить 12-15% нікелю і 19-22% хрому, до 1,5% марганцю, 0,3% міді, 2-3% кремнію, вуглеця і титану - по 0,2%, сірка, фосфор - тисячні частки відсотка.

Реактивна техніка та авіабудування були б неможливі без спеціальних жароміцних сплавів. На використанні таких високоміцних нікелевих сплавів базується транспортне машинобудування. З таких сплавів виготовляють хімічні реактори, газові резервуари, котли леговані нікелем матеріали відіграють

важливу роль у будівництві газотурбінних двигунів і ядерних котлів. Їх використовують як високотемпературні корпуси для захисту уранових стрижнів в ядерних реакторах від корозії.

1.2 Наукові принципи легування жароміцних нікелевих сплавів

Легування - (від латинського *ligo* - зв'язую, з'єдную) - введення до складу металічних сплавів так званих легуючих елементів для зміни будови сплавів, додання їм певних фізичних, хімічних і механічних властивостей. На відміну від модифікування при легуванні набуті властивості зберігаються після наступних переплавів металу. Легування поділяють на об'ємне і таке, що проходить по поверхні. Останнє проводять шляхом додавання лігатур лише до поверхневого шару. Його проводять часто за допомогою лазерних приладів, яке побудовано на напівпровідниках. Звичайне легування, яке ще часто називають об'ємним проводять класичними методами – додавання компонентів у рідкий розплав. Якщо додавати відразу декілька компонентів легувального комплексу, то можна отримати потрібний комплекс властивостей конструкційного матеріалу. В такому разі легування називається комплексним. Тут треба зауважити, що легування взагалі є пріоритетним методом керування структурою нікелевого сплаву в литому стані. Значення терміна "легування" може означати введення компонентів (присадок) у розплав, ефект від якого максимальний за умови досягнення термодинамічної рівноваги, тобто повного розчинення, що супроводжується збільшенням до максимального рівня ентропії системи. Отже, можемо бачити, що процеси додавання різних компонентів для досягнення необхідних властивостей треба робити на якомога ранніх стадіях при литті даних сплавів. І під легуванням розуміють термодинамічно стабільний процес введення додаткових компонентів у сплав, ефект від якого найбільший за умови максимально однорідного розподілу легуючих елементів у розплаві.

Ливарні жароміцні сплави є об'єктом інтенсивних досліджень у всіх наукових центрах, які займаються розробкою і створенням матеріалів, здатних надійно працювати в умовах впливу високих температур. Для створення нових авіаційних виробів необхідне вдосконалення застосовуваних сплавів. Практично всі жароміцні сплави створюються з використанням технології легування. У кінцевому підсумку сплав набуває жароміцності - здатності тривалий час зберігати механічну міцність і корозійну стійкість за високих температур експлуатації.

Вибір хімічних елементів для легування сплаву з метою підвищення його жароміцності визначається властивостями, які йому необхідно надати. Серед часто застосовуваних для легування елементів можна назвати нікель (Ni), вольфрам (W), молібден (Mo), ванадій (V), кобальт (Co), ніобій (Nb), титан (Ti). Кожен по-своєму впливає на фізичні та хімічні характеристики сплаву, тому, як правило, їх вводять до базового складу комплексно, в різних комбінаціях і пропорціях.

Нікель підвищує пластичність, в'язкість, теплоємність сплаву, збільшує його опірність до утворення тріщин і корозії, покращує можливості термообробки. У зв'язку з цим феронікель - один з найпоширеніших і затребуваних феросплавів глобальної металургійної галузі. Світові стандарти визначають п'ять марок феронікелю, що містить 20-70% нікелю, плюс незначну кількість вуглецю (C), сірки (S), фосфору (P), кремнію (Si), хрому (Cr), міді (Cu).

Леговані нікелем жароміцні сплави, як правило, містять 8-25% нікелю, а деякі до 35% і більше. Однак через те, що нікель знижує твердість сплаву, для легування його зазвичай використовують не в чистому вигляді, а в поєднанні із залізом, хромом, молібденом, титаном, ніобієм та іншими елементами. Як приклад можна навести сплави марок 12X18H9T (Fe - близько 61%) і 10X17H13M3T (Fe - близько 67%) із вмістом нікелю 8-9,5% і 12-14% відповідно.

На даний момент існує безліч шляхів підвищення механічних та службових властивостей нікелевих сплавів і це стало можливим завдяки оперелюдненню багатьох результатів наукових досліджень, які були

проведенні з метою вивчення структури та явищ, що проходять в даних сплавах при високих температурах, або при вивчення структури температур і напружень. До них, зокрема, належать: поглиблені дослідження впливу легування на ступінь і характер зміцнення основними інтерметалідними та карбідними фазами; вивчення термостабільності зміцнювальних фаз; дослідження меж, які є найслабшим місцем у сплавах; управління процесами утворення меж (шляхом легування, а також за допомогою різних технологічних процесів під час рівноосьової та направленої кристалізації) та виділення зміцнювальних фаз; використання нових механізмів зміцнення (евтектичних сплавів з направленою структурою).

Результати досліджень внутрішньої будови і кількості та форми фаз в структурі жароміцних сплавів на основі нікелю показують, що вплив кожного легувального елемента на властивості сплавів є складним і потрібна надзвичайно ретельна і трудомістка робота з підбору композиції, яка забезпечує оптимальний комплекс властивостей. Ускладнення легування жароміцних сплавів на основі нікелю створює технічні труднощі під час їхнього виробництва і, зокрема, під час обробки тиском. Водночас проведені дослідження дають змогу зробити деякі узагальнення та встановити тенденції в легуванні для отримання сплавів на основі нікелю з досить високими показниками жароміцності.

1.3 Явища, що відбуваються при легуванні жароміцних нікелевих сплавів

На даний час при виготовлення газотурбінних двигунів часто використовують злитки з жароміцних сплавів, що були отримані методами спрямованої стовпчастою або мнокристалічною структурою. У науковій літературі є описання досліджень, що дають можливість уяви про те, що

спрямована кристалізація є одним із найважливіших технологічних досягнень, які реально забезпечують значне підвищення ККД двигунів.

Як зазначено в низці робіт, безперервне збільшення жароміцності одержуваних звичайними способами сплавів шляхом удосконалення легування, мабуть, досягло точки, за якою "віддача" зменшується. Ідея заміни нікелевих жароміцних сплавів на сплави інших систем, які могли б працювати за високих температур (наприклад, на основі ніобію або хрому), наразі не виправдала себе. Тому для подальшого поліпшення властивостей жароміцних сплавів використано новий підхід - спрямована кристалізація, що дає змогу одержувати сплави зі стовпчастою мікроструктурою, монокристалні та евтектичні сплави з вельми високими властивостями.

Застосування для виготовлення лопаток направлено закристалізованих сплавів дає можливість підвищити робочу температуру металу на 33...60°C, в результаті чого витрата повітря на охолодження може бути знижена на 30% з відповідною економією палива на 1% .

Водночас процес спрямованої кристалізації є більш трудомістким і дорогим порівняно зі звичайними методами лиття, оскільки, по-перше, його здійснення контролюється значно більшим числом параметрів, які повинні витримуватися з вищою точністю; по-друге, підвищується температура металу, а також підвищуються витрати повітря для його охолодження [1].

1.4 Легування поверхні границі

Успіхи в удосконаленні нікелевих жароміцних сплавів значною мірою визначаються результатами, досягнутими під час досліджень міжфазних і міжзернових границь. Межі являють собою найбільш уразливі місця в сплавах і значною мірою визначають рівень міцності, в умовах тривалого високотемпературного навантаження. Спрямоване легування, що забезпечує

поліпшення стану границь, дає змогу помітно підвищити основні експлуатаційні властивості сплавів. Оскільки об'єм граничних просторів надзвичайно малий порівняно з об'ємом сплаву, то виявляється достатнім введення дуже малої кількості легуючих елементів, щоб було досягнуто значного поліпшення основних механічних характеристик.

Керування процесами утворення границь зерен у ливарних жароміцних нікелевих сплавах а, отже, ступінню їхньої досконалості за допомогою мікролегування або різних технологічних прийомів дає змогу забезпечити найкраще поєднання властивостей у виливках. У сплавах з рівноважною структурою відповідно до сформованих до теперішнього часу уявлень, зерна мають бути приблизно однаковими за розміром і малими за величиною, наявні сьогодні технічні можливості дають змогу значно звужити цей інтервал і забезпечити в виливках більш рівномірне зерно 0,5...1,0 мм, що істотно підвищує стабільність властивостей матеріалу. Зазначені вимоги до оптимального розміру зерен пояснюються складною роллю міжзернових меж у розвитку дифузій і дислокаційних процесів, які призводять до руйнування за різних умов навантаження матеріалів.

Нині в промисловості стали широко використовувати нові методи управління макроструктурою литих сплавів, зокрема поверхневим модифікуванням і спрямованою кристалізацією. Поверхнєве модифікування дає змогу створити в тонкому поверхневому шарі виливки рівномірну дрібнозернисту структуру, що істотно підвищує опір матеріалу появі першої тріщини, яка, як відомо, в більшості випадків утворюється з поверхні. Застосування поверхневого модифікування дає змогу збільшити втомну міцність і короткочасну міцність на 10...20%.

Спрямована кристалізація межі зерен у напрямку, поперечному до дії основного силового навантаження, призводить до підвищення довготривалої міцності, пластичності, втомлюваності за високих температур. Роль границь зерен у тривалій роботі матеріалів, у сфері високих температур є досить важливою. Саме за цими межами активності протікають дифузійні процеси, що

призводять до розміщення сплавів. Коефіцієнт дифузії по межах зерен на кілька порядків вищий, ніж у тілі зерна. Важливо підкреслити, що переважна дифузія по межах зерен зберігається аж до передплавильних температур, принаймні, до 1370°C. Дифузійна ширина межі зерна значно більша за кристалографічну ширину, оцінювану в кілька десятих нанометра, а також за область нерівноважної зерномежової сегрегації, яка становить величину близько мікрометра. Встановлено, що нікелеві сплави, особливо за ускладненого складу, володіють ефектом зерномежової спадковості після рекристалізації, що відбулася, старі межі не зникають зовсім і нагадують про себе підвищеною дифузійною проникністю, яка призводить до збільшення загальної дифузійної проникності сплавів та зміни їхніх властивостей [2]. Це ще раз доводить, що для виготовлення лопаток газотурбінних двигунів, які працюють в найважчих порівняно з іншими деталями двигунів в температурно-силових параметрах, ливарні сплави є більш пріоритетними перед деформувальними, через наявність підвищеної кількості термостабільної зміцнювальної γ -фази температура збиральної рекристалізації є значно вищою.

1.5 Структура та фазові складники

1.5.1 Склади γ - і γ' - фаз та їх властивості

Дослідження складів γ - і γ' -фаз останнім часом були розгорнуті досить широко. Інтерес до роботи у цьому напрямку обумовлений насамперед необхідністю вивчення розподілу легуючих елементів між основними фазами. Вплив кожного з цих елементів на зміцнення твердого розчину, а також на кількість фази, що виділяється, параметри її кристалічної решітки та інші важливі характеристики (за певного вмісту та співвідношення інших легувальних елементів) є вельми складним і не завжди однозначним. Вивчення складу γ - і γ' -фаз всіх промислових жароміцних нікелевих сплавів, показує, що

ускладнення складу жароміцних сплавів спричинило зміну співвідношення γ - і γ' -фаз, а також перерозподіл елементів між ними. Так, співвідношення між алюмінієм і титаном у γ' -фазі змінилося в бік збільшення алюмінію; γ' -фаза у більшою мірою легована ніобієм, танталом і вольфрамом. Відповідно зменшився в ній вміст хрому. При цьому молібден, ніобій, вольфрам, розподіляючись як у γ' -фазі, так і у γ -твердому розчині, істотно сповільнюють дифузійні процеси і тим самим стабілізують структуру за високих температур. Кобальт входить як в γ -твердий розчин, так і в γ' -фазу. Входячи до складу γ' -фази, кобальт практично не змінює ні її кількості, ні вмісту в ній інших елементів. Однак це потребує ще уточнення, оскільки в роботі [3] зазначалося, що видалення кобальту зі сплаву MAR-M246 (полікристалічний нікель-кобальт-вольфрамовий суперсплав) привело до того, що в матеріалі не стало евтектичної γ' -фази.

Досі немає однозначної думки щодо ролі хрому в особливо жароміцних нікелевих сплавах. Викликано це наступними суперечливими обставинами: з одного боку, хром, входячи до твердого розчину, істотно підвищує жароміцність сплавів (що є одним із найважливіших критеріїв під час оцінювання їхньої працездатності); з другого боку, він зі збільшенням ступеня легування дедалі менше входить до складу γ -фази та більшою мірою збагачує γ твердий розчин, в якому внаслідок вищого ступеня легування розчинність хрому стає обмеженою. Як, до прикладу, підвищений вміст хрому в сплавах ЖСБК і ЖСБКП призводить до зменшення кількості γ' -фази, що утворюється під час дисперсійного затвердіння, та утворення великої кількості первинних карбідів $M_{23}C_6$ на основі хрому, що виділяються переважно на границях зерен, що спричиняє погіршення механічних властивостей (зокрема характеристик втомлюваності) [4]. Варто звернути увагу на те, що хром чинить сильний вплив на розчинність титану, ніобію і танталу в γ -фазі. Дослідженнями встановлено, що хром, молібден, вольфрам і алюміній є головними елементами, коригування яких забезпечує найкраще поєднання пластичності, тривалої міцності та корозійної стійкості.

Великий інтерес викликає завдання встановлення оптимального співвідношення між алюмінієм і титаном в особливо жароміцних сплавах.

Алюміній є головним γ -утворювальним елементом. Необхідно відзначити його зростаючу зміцнювальну роль в сучасних жароміцних сплавах. Пояснюється це тим, що при нинішньому складному легуванні він входить не тільки до складу γ' -фази, але вже в помітних кількостях і до складу твердого розчину. А оскільки алюміній є елементом, який найбільш сильно змінює параметр решітки γ -матриці, він виступає, як ефективний її зміцнювач.

Титан поряд з алюмінієм також являє собою один із найбільш важливих легуючих елементів у сучасних сплавах. Він не тільки входить до складу γ -фази, підвищуючи ефект зміцнення, а й є карбідоутворювальним елементом, сприяючи появі в структурі сплавів найбільш сприятливих кубічних карбідів.

Вивчення впливу змінного відношення Al:Ti на властивості нікелевих сплавів наводилося в роботі [5]. В роботі з метою розроблення матеріалів з найкращим поєднанням механічних властивостей і стійкості до високотемпературної корозії вивчали серію нікелевих сплавів з різним співвідношенням Al та Ti, що змінюється від 0,5 до 5,0. Було встановлено, що зі збільшенням цього відношення стійкість до високотемпературної корозії зростає. У сплавів з дуже низьким відношенням Al та Ti ($\sim 0,5$) нижча міцність і пластичність, що пояснюється присутністю в їхній структурі крупних пластин η -фази (Ni_3Ti). Сплави з відношенням Al:Ti 2,0...3,5 характеризуються оптимальним поєднанням механічних властивостей високотемпературної корозійної стійкості.

Широко застосовуваними легуючоутворювальними елементами є також гафній, цирконій тантал, ніобій та ванадій. Встановлено, що гафній, цирконій та тантал входять до складу карбідів (від 7 до 10% відповідно підвищуючи стійкість карбідів типу MC та покращуючи їх морфологію, а також до складу фази від 30 до 90%) γ -твердому розчині їхній вміст є незначним. Ванадій, навпаки, практично не бере участі в утворенні карбідів, досить рівномірно розподіляється між і γ -фазами, загальмовуючи дифузійні процеси за високих температур і сприяючи тим самим зменшенню швидкості коагуляції та повзучості. Зазначається, що підвищення вмісту танталу в сплаві призводить до деякого

збільшення кількості γ - виділень, ніобій більшою мірою концентрується в γ -фазі, ніж у твердому розчині. Аналогічні результати наводяться в роботах [6], в яких крім того вказується, що ніобій і тантал, будучи сильнішими стабілізаторами γ' - фази і МС карбідів, витісняють вольфрам у матрицю; заміна танталу і вольфраму ніобієм і молібденом відповідно призводить до розподілу ніобію в карбіди і γ - фазу, а молібдену у матрицю, титан значно збагачує евтектичну γ' -фазу, а видалення зі сплаву MAR-M246 (полікристалічний нікель-кобальт-вольфрамовий суперсплав) вольфраму та молібдену призводить до більшого перерозподілу танталу з γ -фази у карбіди.

Ніобій чинить помітний позитивний вплив на структуру та властивості жароміцних сплавів: він зміцнює твердий розчин, сповільнює дифузійні процеси та суттєво підвищує температуру рекристалізації. Легування γ' -фази ніобієм помітно знижує швидкість сублімації інтерметаліду Ni, Al; це свідчить про зростання міжатомної взаємодії в решітці γ' - фази і, отже, про позитивний вплив ніобію на термостабільність сполуки на основі Ni,Al . Понад половина загальної кількості ніобію входить до складу γ' - фази, близько 33%, до складу твердого розчину і 0,2 ... 0,3% у карбонітриди [7].

Ускладнення складу сплавів призвело до того, що реальні діаграми стану, що дають змогу передбачати можливе – зміну об'єму і складу γ -фази, що випадає під час розпаду твердого розчину γ -фази у разі зміни легування, стали значною мірою відрізнятися від найпростіших Ni:Al і Ni:Ti діаграм. Дослідження потрійних і четверних систем на основі нікелю показали, що у сплавах Ni₂₀Cr з невеликими добавками третього елемента розчинність алюмінію й титану за 700 °C падає з 5...7% до 1,2 ... 1,5% відповідно порівняно з розчинністю в чистому нікелі, а в сплаві Ni₂₀Cr₁₀W₅Mo розчинність алюмінію і титану (за їхнього співвідношення 2:1) за 750°C становила 1,6% .

Підвищення властивостей жароміцних сплавів пов'язане передусім зі зміцненням твердого розчину і дисперсійного механізмів зміцнення. Розчинне зміцнення γ -фази ґрунтується на доволі складному механізмі, що визначає зміну властивостей при введенні в кристалічну решітку чужорідних атомів. Безумовно,

істотну роль у цьому випадку може відігравати зміна сил міжатомної взаємодії. Відомо також, що введення чужорідного атома у розчинник спричиняє викривлення кристалічної ґратки, при цьому величина відносного зміцнення в багатьох випадках корелює з відносною зміною параметра. Дослідження показали, що ефект зміцнення залежить від різниці валентностей між розчинником і розчином і ренним елементом. Неоднорідності і спотворення кристалічної структури, що виникають під час розчинення, слугують перешкодами для руху дислокацій. Так, наприклад, легування нікелю 20% хрому призводить до збільшення його тривалої міцності за 100 год за 800°C на 25...30%. Дослідження показали, що за багатокомпонентного легування можна досягти набагато більш високого ступеня викривленості ґратки розчинника і, відповідно, більшої довговічності ніж за одно- або двокомпонентного легування.

Розширення знань про природу високої жароміцності нікелевих сплавів було пов'язане також із поглибленим вивченням механічних властивостей зміцнюючої γ' -фази.

1.5.2 Дослідження інших фаз у ливарних нікелевих сплавах

Як показав аналіз багатьох наукових джерел, окрім карбідів в структурі нікелевих сплавів можуть існувати й інші фази, такі як бориди та інтерметаліди з ніобієм, титаном та танталом. Можуть бути й проміжні високотверді фази. Присутніми можуть бути й фази, які є твердим розчином нікелю та хрому, вольфраму тощо. При цьому, характер легування визначає умови їх утворення.

Зазначені фази досить докладно досліджувалися при вивченні впливу легування на структуру і властивості виникаючих сплавів. Слід відмітити, що всі ці фази (за винятком боридів в оптимальній кількості) є менш ефективними для зміцнення в порівнянні з γ' -фазою і карбідами та різко знижують опір сплавів

руйнуванню при високих температурах і надають при цьому значний негативний вплив на пластичність та ряд інших характеристик.

Переваги бору є в тому, що в кількості від 0,005 до 0,05% він, перебуваючи переважно по межах зерен у місцях злучення грат різноманітної спрямованості у просторі, поліпшує їх та зміцнює. Даний легуючий елемент зменшує дифузійну активність воблостях границь зерен майже від п'яти до десяти разів і в об'ємі зерна майже в три рази. У зв'язку з тим, що руйнування в умовах високотемпературної повзучості протікає по межах зерен, при введенні бору відбувається покращення стану кордонів, ефективно впливає на збільшення довговічності до руйнування при тривалому навантаженні. Боридні фази самі є ефективними для зміцнення кордонів, оскільки вони практично не містять основного елемента сплаву нікелю і тому слабо взаємодіє з нікелевим твердим розчином, суттєво загальмовуючи дифузійні процеси, що зумовлюють зміцнення сплавів.

Здатність боридів зміцнювати кордони і при цьому не піддаватися фазовим перетворенням при високих температурах створювало проведення дослідницьких робіт спрямованих на заміну карбідного зміцнення в нікелевих плавах на боридне. При цьому вміст бору було збільшено до 0,1...0,15% а вуглецю знижено до 0,02 ..0,03% Експериментальні результати [8] показали, що в цьому випадку зникне не тільки тривала міцність, а й пластичність, бо при високотемпературній обробці у сплавах відсутності жорстка сітка з вторинних карбідів, що утворюються. Сплави цієї групи мають у порівнянні з традиційно легованими вуглецем і бором промисловими нікелевими сплавами у 4 рази вищі значення подовження при руйнуванні, в інтервалі температур 650...800°C, покращеними ливарними властивостями (пористість зменшена в 2 рази), малої усадки і набагато вищою жароміцністю. Але потрібно зазначити, що введення в сплави більш високої кількості бору порівняно з оптимальним призводить до утворення шкідливих боридних евтетик. При цьому потрібно пам'ятати, що боридні сполуки є менш стікими сполуками порівняно з карбідами. Бориді в нікелевих сплавах розчиняються при більш низькій, ніж карбіди, температурі,

значно знижуючи температуру плавлення. Тому згідно теоретичних уявлень бориди мають ефективно підвищувати жароміцність при середніх температурах.

Проведене вивчення умов виникнення топологічно щільно спактованих фаз, що виділяються як усередині зерен так і на їх межах, показало, що збільшення змісту алюмінія і титану може призвести до збільшення об'ємної долі цих фаз у сплавах.

З зазначених фаз найменш вивченою є фаза на основі вольфраму (λ -W) [9], хоча в найбільш жароміцних ливарних нікелевих сплавах, в яких вміст вольфраму достатньо великий, вона є помітним елементом в структурі.

Вивчення її впливу на якості даної групи сплавів, а також умов її виникнення в сплавах являє собою тему для дослідження.

1.6 Структурні особливості сплавів

Важливим напрямом досліджень є вивчення хімічної та структурної неоднорідності ливарних жароміцних нікелевих сплавів, спричиненої дендритною кристалізацією та пов'язаними з цим ліквідаційними явищами. Необхідність таких досліджень зобумовлена наступною обставиною: при виготовленні сучасних охолоджуваних лопаток з великою кількістю дрібних штирів, перемичок і т.д. зросли вимоги щодо забезпечення надійного рівня однорідності властивостей у всіх місцях виливків. Розвиток різноманітних способів лиття жароміцних сплавів, забезпечують різну макроструктуру (рівновісна кристалізація, (рівновісна кристалізація з модифікуванням, спрямована кристалізація, високошвидкісна спрямована кристалізація і тд.) характеризуються різним ступенем ліквідації легуючих елементів, що також вимагає спеціального вивчення.

Ліквідація при дендритній кристалізації обумовлена недостатньою швидкістю дифузії елементів у твердій фазі при затвердінні, а також скупченням

в рідині перед фронтом кристалізації елементів, вміст яких у твердій фазі менший, ніж у рідкій. Осі дендритів закристалізованого металу збагачені елементами, що підвищують температуру плавлення, міжосні простору мають вищу концентрацію елементів, що знижують температуру плавлення отже, ліквідація є результатом як термодинамічних обставин, так і кінетичних факторів. Дослідження ряду промислових нікелевих сплавів, підтвердили отримані результати для простіших систем, показали, що титан і ніобій активно впливають на рівень та напрямок ліквідації хрому: у сплавах без титану ліквідація пряма, а при легуванні ніобієм або титаном зворотна.

Дослідження ліквідаційних характеристик спрямовано-кристалізованого сплаву MAR-M200 [10] показали, що в ньому дендрити збагачені вольфрамом і кобальтом, а міждендритні області – хромом, титаном, нікелем, алюмінієм і вуглецем. Причому додаткове легування сплаву гафнієм призводить до збагачення міждендритних ділянок цим елементом [11].

Швидкість кристалізації також впливає на коефіцієнт ліквідації легуючих елементів. Так, при збільшенні швидкості направленої кристалізації нікелевого сплаву з танталом з 0,5 до 0,25 м/год коефіцієнт ліквідації алюмінію або танталу значно збільшувався [12]. Якщо спрямована кристалізація здійснюється так, що осі дендритів 2-го і вищого порядку не розвиваються або дендрити в структурі взагалі відсутні (затвердіння з комірчастим або плоским фронтом кристалізації), то цей вид ліквідації може бути значною мірою або повністю пригнічений. Мікроструктурні дослідження показали, що в областях, збіднених алюмінієм і титаном, розмір виділень частинок γ' -фази менше, ніж в областях, збагачених цими елементами. Треба зазначити, що існує багато ще не вивчених питань, пов'язаних з дендритною ліквідацією – вони вимагають вивчення. Зокрема, не досліджено вплив на ліквідаційні характеристики деяких важливих легуючих елементів: гафнію, ванадію, рідкісноземельних металів. Недостатньо ясне питання, позитивним або негативним фактором є наявність ліквідації в сплавах з спрямованою структурою. Однак у загальному випадку наявність значних ліквідаційних зон різного масштабу слід вважати небажаним вони можуть

призвести до утворення нових фаз, зумовлюють неоднорідність властивостей та зменшують стабільність сплаву в цілому.

1.7 Термічна обробка ливарних жароміцних нікелевих сплавів

Термічна обробка ливарних жароміцних нікелевих сплавів менш складна, ніж деформованих, що пояснюється такими їхніми особливостями:

1. Через складніше легування ливарні сплави менш пластичні, ніж деформовані, тому можливості підвищення міцнісних властивостей за рахунок спостережуваного в більшості випадків під час термообробки зниження пластичності обмежені.

2. Робочі температури ливарних сплавів значно вищі, ніж деформованих (900°C і більше), тому для них не можуть застосовуватися низькотемпературні ступені термообробки (тривале старіння за температур 650...750°C), які забезпечують високі показники короткочасної межі міцності та плинності, оскільки структура, яку отримують у цьому разі, буде нестабільною в процесі експлуатації за високих температур.

3. Для ливарних сплавів використання великих швидкостей охолодження небажане, тому що лопатки, що відливаються з них, мають дуже складну форму зовнішньої і внутрішньої поверхні, внаслідок чого за умови швидкого охолодження в них виникають значні термічні напруження, а це може призводити до появи достаньо значимих залишкових напружень, які знижують працездатність лопаток, а в деяких випадках - і до тріщин.

Водночас термообробку ливарних сплавів у тій чи іншій формі проводять обов'язково, адже за її допомогою забезпечують оптимальний комплекс експлуатаційних властивостей і усувають (або зводять до мінімуму) залишкові ливарні напруження. Крім того, під час нанесення захисних покриттів на лопатки, сплави піддаються нагріванню до високих температур, які впливають на їхню структуру і властивості і загалом являють собою певну частину термообробки. Важливим щаблем термічної обробки ливарних нікелевих сплавів

є гомогенізація, необхідна для зменшення ступеня ліквідації, викликаної дендритною кристалізацією. Гомогенізуючий відпал стабілізує структуру сплавів. При цьому рекомендовано проводити гомогенізацію за тих температур, які забезпечують найбільш повне розчинення «кулястих» (евтектичних) виділень λ -фази, оскільки ці виділення навряд чи є корисними (хоча докази погіршення властивостей «кулястими» виділеннями γ' -фази відсутні). Окремо хотілося б зауважити, що такі рекомендації відносяться до нерівноважної частини евтектичних утворень γ' -фази. Вивчення впливу температури гомогенізації на властивості сплаву MAR M200 з гафнієм показало [13], що підвищення температури з 1182 °C до 1210 °C сприяє повнішому розчиненню грубих виділень фази, що утворилися під час спрямованої кристалізації, а отже, збільшує об'ємну частку дрібнодисперсних γ' -частинок, які виділяються під час охолодження і старіння. При цьому збільшення об'ємної частки дрібнодисперсної фази (розміром 0,5 мкм) від 30 до 45% призводить до збільшення часу до руйнування в 3 рази. Є дослідження режиму термообробки сплаву EP539L, застосування якого дає змогу помітно підвищити комплекс експлуатаційних властивостей. Для слабо- і середньолегованих ливарних сплавів режими термообробки за ступенем складності наближаються до режимів для деформованих сплавів (гомогенізація + подвійне старіння тощо)

До певного часу не існувало єдиної думки щодо доцільності застосування термообробки з метою підвищення комплексу властивостей для різних груп сплавів. Таке становище можна пояснити тим, що в особливо жароміцних сплавах і сплавах, призначених для застосування за середніх температур, які мають різний рівень і характер легування, процеси зміни морфології дисперсних включень, ступеня їх дисперсності, стану міжзеренних меж тощо під час термічного оброблення перебігають по-різному. Зокрема, в особливо жароміцному сплаві ЖСБУ з рівноосьовою структурою в результаті гомогенізації при температурі 1210°C і подальшого охолодження справді покращуються морфологія та дисперсність виділень γ' -фази, що має призвести до поліпшення механічних властивостей, однак карбіди, які утворюються при

цьому несприятливою пластинчастою морфологією МС, помітно знижують пластичність і, мабуть, є причиною того, що тривала міцність після термообробки не зростає [14]. Водночас у менш легovanому сплаві ЖС6К термічна обробка при високій температурі не призводить до утворення нових фаз, а подвійний карбід типу МС з'являється в сплаві лише після тривалого нагріву (понад 300 год) при 900°C. Не випадково тому звертається увага на необхідність вивчення другої фази (її морфології та ролі) за різних режимів термообробки [15]). Застосовувана нині термічна обробка особливо жароміцних ливарних сплавів складається з двох ступенів: гомогенізації з подальшим загартуванням (шляхом регульованого охолодження в середовищі інертного газу) і старіння. Так, термообробка монокристалного сплаву РWA 1409 така: витримка протягом 4 год за температури 1220°C з подальшим старінням за температури 870°C (32 год). За зазначених температури і часу витримки гомогенізація сплаву здійснюється в умовах повного розчинення фази, при цьому відбувається вирівнювання складу, не встигають утворитися небажані фази і забезпечується помітне зниження рівня залишкових ливарних напружень.

Проведене потім тривале старіння при 870°C забезпечує виділення більш дисперсних частинок γ' -фази в повному обсязі.

В евтектичних сплавах γ - γ' -фази МС також застосовують термічну обробку [16], при цьому гомогенізацію здійснюють за температури повного розчинення фази 1210°C (20 хв), а старіння - за 850°C (16 год). Нині термічну обробку починають використовувати не тільки для підвищення комплексу властивостей нових виробів, а й також для повного відновлення структури і властивостей деталей, що відпрацювали ресурс. За даними [17] застосування відновлювальної термообробки дає змогу втричі збільшити ресурс виробу, що, з огляду на високу трудомісткість і вартість виготовлення лопаток, є надзвичайно перспективним напрямком.

Сучасне машинобудування, авіаційна та енергетична промисловість потребують застосування матеріалів, здатних надійно працювати в умовах високих температур і навантажень. Жароміцні нікелеві сплави – основа для

виготовлення критичних вузлів газотурбінних двигунів, реакторів та інших високотемпературних конструкцій. Від стабільності його структури та однорідності властивостей залежить безпека, довговічність і ефективність роботи всього агрегату.

Робота над удосконалення цих сплавів потребує поглибленого вивчення факторів, що впливають на їх структуру та механічні властивості. Одним з найбільш перспективних напрямків, на даний час, є модифікування сплавів ультрадисперсними часточками, що дозволяє цілеспрямовано впливати на процеси кристалізації, подрібнювання структури, зменшування мікропористості і покращення жароміцних властивостей.

На фоні досягнутих меж ефективності в сфері класичного легування, модифікування відкриває нові можливості керування фазовими перетвореннями та структурною спадковістю матеріалу. Особливо актуально наразі вивчення дії модифікуючих добавок на основі карбонітридів титану ($Ti(C,N)$), що здатні істотно впливати на формування мікроструктури та можуть збільшувати опір матеріалу повзучостю й тривалим навантаженням.

Тож, дослідження впливу модифікування на структуру та властивості жароміцних нікелевих сплавів не лише актуальний, але й необхідний етап для подальшої роботи над вдосконаленням матеріалів нового покоління з підвищеними експлуатаційними властивостями.

2. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Дослідження макро- та мікроструктури сплавів

Дослідження мікроструктури зразків проводилось на сучасному пристрої - Axio Observer.D1 (Carl Zeiss) – інвертований мікроскоп, створений для вирішення складних завдань в матеріалознавстві та інших точних науках[18].

Axio Observer.D1 вирізняється модульною конструкцією, що дає змогу адаптувати його під конкретні дослідницькі потреби. Його оптична система забезпечує високу роздільну здатність і контрастність, підтримуючи методи візуалізації, такі як:

- Флуоресцентна мікроскопія (включно з багатоканальною і конфокальною зйомкою).
- Фазовий контраст і DIC (диференційно-інтерференційний контраст) для вивчення прозорих зразків.
- Світле поле і темне поле.

Мікроскоп оснащений моторними компонентами: автоматизований столик, регулювання фокусу і револьверна головка з об'єктивами управляються через ПЗ ZEN, що прискорює роботу і мінімізує людські помилки. Сумісність із цифровими камерами дає змогу зберігати зображення та відео з високою роздільною здатністю, а також проводити time-lapse зйомку для спостереження динамічних процесів.

2.2 Дослідження механічних властивостей

В якості механічних властивостей у даній роботі досліджували параметри міцності, а саме границю міцності σ_b при кімнатній температурі. Одночасно з параметрами міцності на тих самих зразках та тому ж обладнанні в роботі досліджували й показники пластичності, а саме відносне видовження δ та відносне звуження Ψ . Також за вимогами отрослевих стандартів в даній роботі досліджували ударну в'язкість дослідних зразків при кімнатній температурі.

2.2.1 Дослідження параметрів міцності та пластичності

Визначення показників міцності та пластичності проводили згідно ДСТУ ISO 6892-1:2019 [19]. При цьому використовували циліндричні зразки з діаметром поперечного перерізу $d=5$ мм та робочою довжиною $l=25$ мм. Випробування проводили на розривній машині УМЕ-10Тн, яка дає можливість навантажувати зразок до 10^5 Н при швидкості переміщення захватів 15 мм/мин. Визначення вказаних показників проводили при температурі 20°C.

2.2.2 Дослідження ударної в'язкості

Для визначення здатності дослідних сплавів протистояти руйнуванню під впливом ударного (динамічного) навантаження проводили випробування на ударну в'язкість згідно ДСТУ ISO 148-1:2022 [20]. Даний методи полягає у руйнуванні зразку за допомогою маятникового копра та подальшому визначенні енергії руйнування у співвідношенні до корисного перерізу випробувального

зразку. В роботі використовували призматичні зразки довжиною 55 мм та квадратного перерізу 10×10 мм. Зразки виготовлялися із U-подібним концентратором напружень, тож й ударну в'язкість у протоколах випробування позначали як КСУ, Дж/см². Визначення ударної в'язкості проводили при температурі 20°C. Після випробувань також проводили фрактографічний аналіз отриманих зламів на предмет виявлення типу зламу та характеру руйнування за допомогою скануючого бінокулярного мікроскопа АХ-101.

2.3 Дослідження параметрів жароміцності

Визначення параметрів жароміцності дослідних справів проводили згідно ДСТУ ISO 204:2019 [21]. При цьому в якості позаників жароміцності сплавів було обрано довготривалу міцність із наступними параметрами: температура випробувань $T_{\text{вип}}=850^{\circ}\text{C}$; навантаження, яке створювалося на випробувальному зразку $\sigma=340$ МПа – такі режими випробувань були обрані виходячи з аналізу умов експлуатації досліджених сплавів. Критерієм жароміцності при цьому був прийнятий час до руйнування τ_r , що вимірювалася в годинах. Випробування проводили до повного руйнування випробувального зразку на спецстановці моделі ДСТ-5000.

3. ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ТА СЛУЖБОВИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ

3.1 Дослідження якості сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого ультрадисперсними частками Ti(C, N)

В якості модифікатора використали таблетований модифікатор на основі [Ti+Ti(C, N)] у кількості 0,05% ультрадисперсного матеріалу [Ti(C, N)], отриманого методом соморозповсюдження високотемпературного синтезу (СВС).

В якості параметрів модифікування були прийняті відповідно час витримки від введення модифікатора до заливання розплаву у ливарні форми й він становив відповідно для першого варіанту – 4 хв, а для другого – 6 хв, табл 3.1.

Таблиця 3.1 – Параметри модифікування різних варіантів дослідних сплавів.

Варіант	Стан матеріалу	Час від введення модифікатора до заливки	Температура ТЧО	Час ведення плавки
«0»	Без присадки модифікатора	–	1750 °С	50 хв.
«1»	Модифікування [Ti(C,N)]	4 хв.	1750 °С	32 хв.
«2»		6 хв.	1750 °С	32 хв

Плавку проводили в печі УППФ-3М при температурі 1650°C з проведенням термочасової обробки розплаву (ТЧО) при температурі 1750±10°C впродовж 6 хвилин і подальшою заливкою розплаву при температурі 1520±10°C в нагріті до температури 300°C керамічні форми.

Введення таблетованого модифікатора [Ti(C, N)] зі зв'язувальним на основі Ti (варіанти «1» і «2», див. табл. 3.1) здійснювали при температурі 1650±10°C (витримка – 1хв. 15сек.). Заливка розплаву – при температурі 1520±10°C в нагріті до температури 300°C керамічні форми.

Дослідження проводили в порівнянні із сплавом, отриманим без використання модифікатора з проведенням термочасової обробки розплаву (ТЧО), – варіант «0» (див. табл. 3.1).

Хімічний склад початкового (варіант «0»), а також модифікованих (варіанти «1» і «2») сплавів ЖСЗДК-ВІ представлені в таблиці 3.2

Таблиця 3.2 – Хімічний склад модифікування різних варіантів дослідних сплавів.

Марка сплаву	Варіант	Зміст елементів, %									
		C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo	Fe	Si	Mn
ЖСЗДК-ВІ	«0»	0,09	11,54	9,39	4,42	4,36	3,05	4,20	<2,0	<0,4	<0,4
	«1»	0,09	11,60	9,35	4,39	4,55	3,20	4,11	<2,0	<0,4	<0,4
		0,09	11,60	9,41	4,32	4,58	3,20	4,14	<2,0	<0,4	<0,4
	«2»	0,08	11,50	9,37	4,49	4,54	3,20	4,17	<2,0	<0,4	<0,4
		0,09	11,50	9,38	4,47	4,59	3,20	4,17	<2,0	<0,4	<0,4
Норми ОСТ1 90126-85		0,06- 0,11	11,0- 12,5	8,0- 10,0	3,8- 4,5	4,0- 4,8	2,5- 3,2	3,8- 4,5	≤2,0	≤0,4	≤0,4

З даних, приведених в таблиці 3.2, видно, що вміст елементів в досліджуваних сплавах відповідає вимогам діючого нормативного документу ОСТ1.90.126-85.

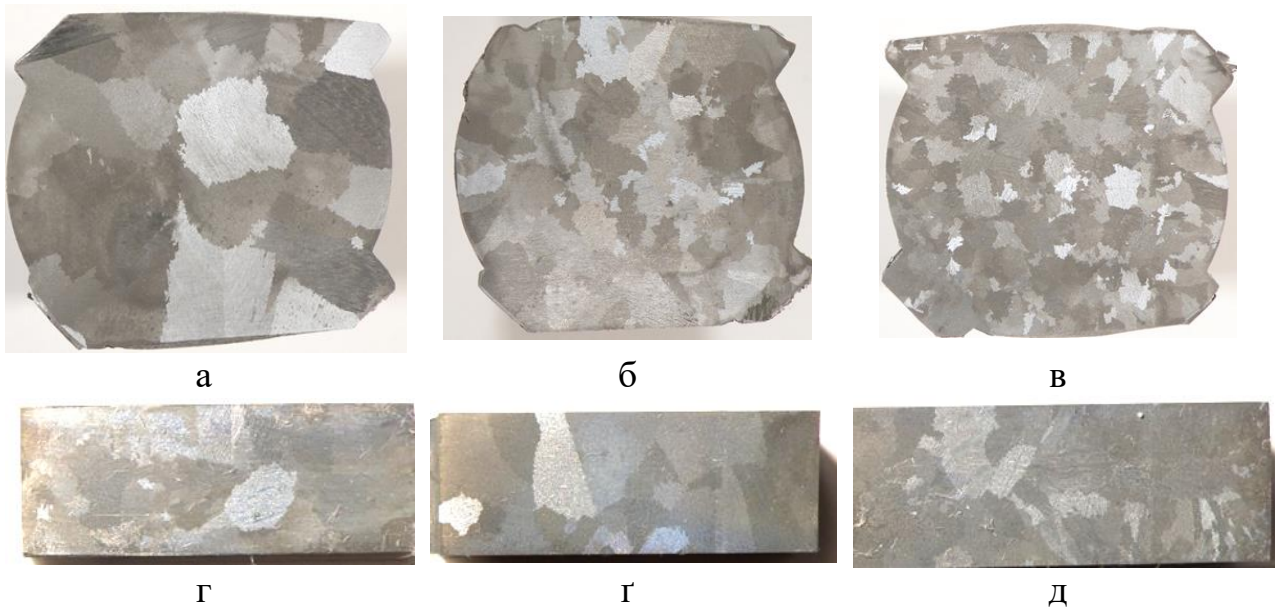
3.2 Макроструктурні характеристики

Макроструктуру виявляли методом хімічного травлення в реактиві, що складається з 80% HCl і 20% H₂O₂. Підготовлений шліф травився за допомогою спеціального марлевого тампона змоченого в травителі, витримувався необхідний час, а потім ретельно промивався проточною водою, щоб запобігти подальше травлення. Після чого насухо витерався фільтровальним папером.

Результати макроструктурного аналізу показали чутливість структури дослідних сплавів до модифікування. Так було встановлено, що розмір макрозерна блоків, а також термооброблених зразків, модифікованих карбонітридними частками 0,05% Ti(C, N) (варіанти «1» і «2»), в 1,5 рази менше, ніж в аналогічних зразках, відлитих без присадки модифікаторів (варіант «0») (рис.3.1, таблиця. 3.3). При цьому слід зазначити, що в зразках варіанту «2» (час витримки модифікатора - 6 хвилин) розмір зерна дещо менше порівняно із зразками варіанту «1» (час витримки модифікатора - 4 хвилини).

Таблиця 3.3 – Параметри макроструктури нетермооброблених блоків і зразків зі сплаву ЖСЗДК-ВІ після стандартної термообробки і різних варіантів модифікування

Марка сплаву	Місце вирізання зразку для макрошліфу	Розмір макрозерна, мм		
		Варіант модифікування		
		«0»	«1»	«2»
ЖСЗДК-ВІ	Блок Ø 30 мм	5,5...12	2 ...6	1,5...5,5
	Зразки Ø 10 мм	3...8,5	2,5 ...6,5	0,5...4,5



а,г – варіант «0»; б,г – варіант «1»; в, д – варіант «2»

Рисунок 3.1 – Макроструктура блоків (а,б,в) і термооброблених по стандартному режиму зразків (г, г, д) зі сплаву ЖСЗДК-ВІ без присадки модифікатора (а,г) та після модифікування таблетками $Ti(C,N)$ (б, в, г, д)/

3.3 Механічні властивості модифікованих сплавів

Механічні властивості дослідних сплавів вивчали на пальчикових зразках, що відливалися окремо та мали діаметр 12мм після їх термічної обробки по стандартному режиму – гомогенізація при температурі 1210°C (витримка 3,5 години), охолодження на повітрі.

Результати випробувань механічних властивостей при кімнатній температурі і жароміцних - при температурі 850°C і напрузі 340МПа представлені в таблицях 3.4 і 3.5.

Таблиця 3.4 – Механічні властивості сплаву ЖСЗДК-ВІ після різних варіантів модифікування

Стан матеріалу	Варіант	Механічні властивості при t=20oC			
		σ_y МПа	δ %	ψ %	КСУ Дж/см ²
Серійний сплав ЖСЗДК-ВІ	«0»	990,0	13,6	17,75	28,1
Таблетований модифікатор Ti[Ti(C, N)]	«1»	1055,0	14,3	17,2	52,7
	«2»	1046,0	15,0	15,75	41,7
Норми ОСТ1.90.126-85		$\geq 950,0$	$\geq 7,0$	-	$\geq 30,0$

Таблиця 3.5 – Жароміцні властивості сплаву ЖСЗДК-ВІ після різних варіантів модифікування

Стан сплаву	Варіант	Тривала міцність		
		T _{вип.} , °C	σ МПа	τ_p , година.
Серійний сплав ЖСЗДК-ВІ	«0»	850	340	344
Таблетований модифікатор Ti[Ti(C, N)]	«1»	850	340	505
	«2»	850	340	520
Норми ОСТ1.90.126-85		850	340	$\geq 50,0$

З даних, приведених в таблицях 3.3 і 3.4, видно, що механічні і жароміцні властивості досліджуваних зразків, відлитих по обох варіантах, задовільні і відповідають вимогам ОСТ1.90.126-85. При цьому слід зазначити, що найбільш оптимальне поєднання міцності і пластичних характеристик спостерігається в сплавах, модифікованих по 1му варіанту (витримка – 4 хвилини).

Збільшення часу витримки при введенні модифікатора до 6 хвилин (варіант «2») сприяє зниженню значень ударної в'язкості в $\sim 1,4$ раз.

3.4 Мікроструктурні дослідження

Металографічним дослідженням встановлено, що мікроструктура сплаву ЖСЗДК-VI є ГЦК-твердим розчином, з якого при охолодженні виділяються частки вторинної інтерметалідної γ' -фази. Крім того, слід зазначити, що в зразках усіх варіантів до проведення термічної обробки відбувається виділення евтектичної фази типу $(\gamma-\gamma')$, а також незначна кількість евтектики бориду у вигляді скелетовидних часток, розташованих, в основному, на межах зерен і в міждендритних просторах. Причому, в матеріалі зразків з присадками карбонітрида титану спостерігається зменшення кількості і розмірів виділень бориду.

На рис.3.2, 3.3, 3.4 приведені мікроструктури досліджуваних сплавів після проведення термічної обробки по стандартному режиму. В процесі термообробки відбувається розчинення евтектичної $(\gamma-\gamma')$ -фази і евтектики бориду в γ -твердом розчині.

У початковому сплаві (варіант «0») разом з глобулярними карбідами спостерігається виділення пластинчатих карбідів типу Me_3C , розташованих переважно в міждендритних просторах, а також плівкових - по межах зерен (рис. 3.2) (таблиця.3.5).

Введення модифікатора (варіанти 1 і 2) сприяє додатковому утворенню карбідів, карбонітридів і нітриду, а також збільшенню їх кількості. При цьому, розміри карбідів зменшуються приблизно в 2 рази (див.табл. 3.6).

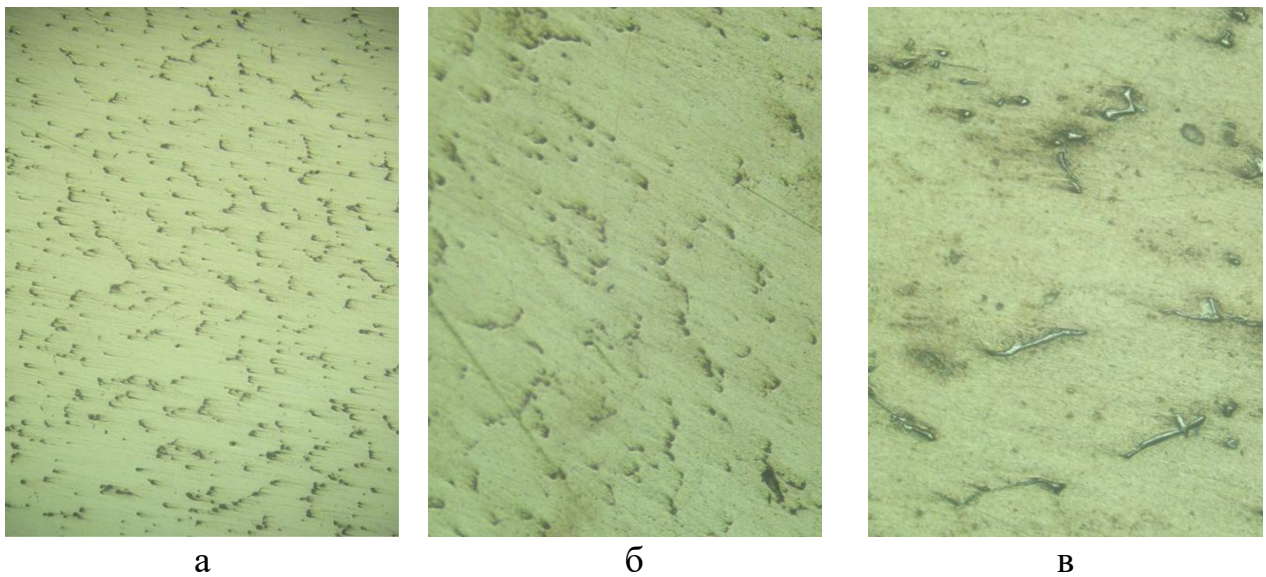
Первинні карбіди типу Me_3C в модифікованому сплаві виділяються, в основному, у вигляді дискретних глобулярних часток і рівномірно розподілені в об'ємі металу.

Модифікування сплаву $[Ti(C, N)]$ призводить до деякого подрібнення дендритної структури. При цьому зменшується відстань між осями дендриту другого порядку і, відповідно, розмір дендритного осередку і мікропористість (див. таблицю.3.6).

Таблиця 3.6 – Розміри структурних складових в зразках із сплаву ЖСЗДК-ВІ

Варіант	Стан сплаву	Розмір карбідів (глобулярні/пластинчаті), мкм	Розмір нітриду, мкм	Розмір мікропор, мкм	Відстань між осями дендриту 2го порядку, мкм
0	Початковий сплав (без модифікування)	$\frac{3...12}{10...40}$	1...3 (рідко)	10...40	45...65
1	Модифікування [Ti(C, N) отримане методом (СВС), час витримки – 4 хвилини	$\frac{1...6}{7...20}$	1...2,5	до 35	40...50
2	Модифікування [Ti(C, N) отримане методом (СВС), час витримки – 6 хвилин	$\frac{1...6}{5...15}$	1...4	до 20	40...50

Примітка: в чисельнику наведені розмір карбідів глобулярної форми, у знаменнику відповідно – пластинчастої.



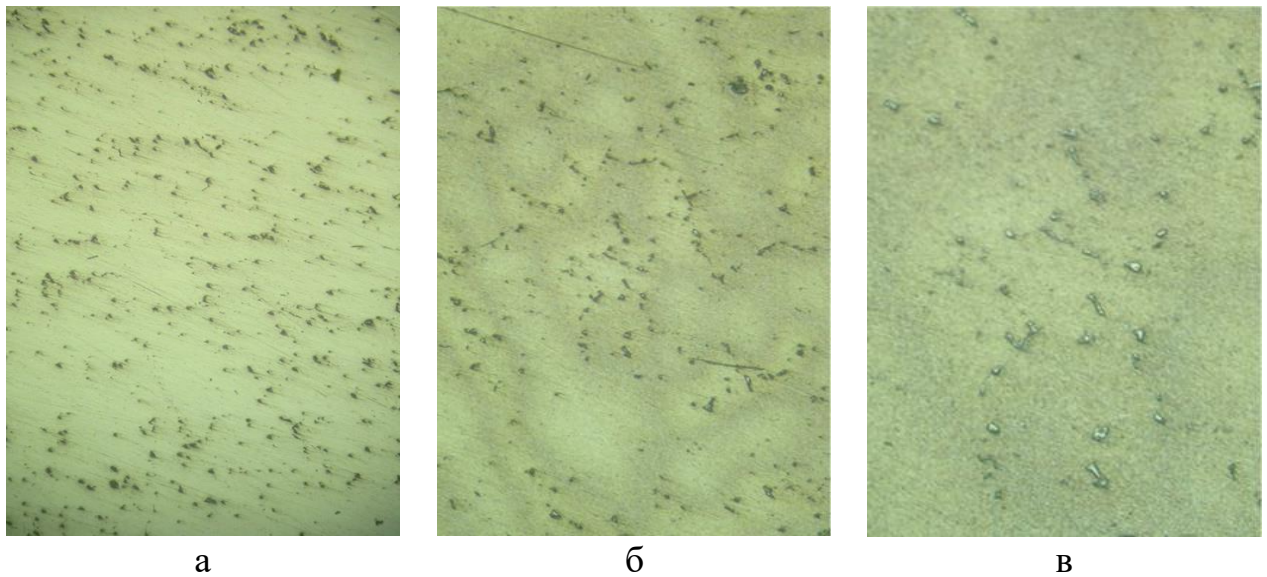
а

б

в

а - x125; б - x250; в - x500

Рисунок 3.2 – Мікроструктура початкового сплаву ЖСЗДК-ВІ без присадки модифікатора (варіант «0»).



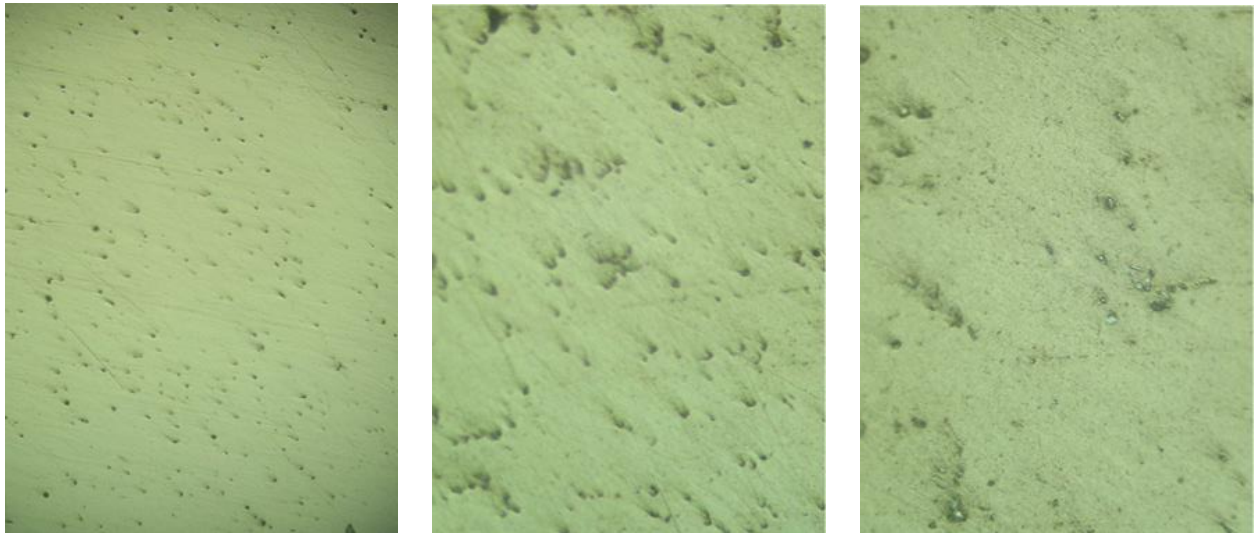
а

б

в

а – x125; б – x250; в – x500

Рисунок 3.3 – Мікроструктура сплаву ЖСЗДК-ВІ з присадкою таблетованого модифікатора $Ti(C, N)$, отриманих методом соморозповсюдження високотемпературного синтезу (СВС), з витримкою – 4 хв.(варіант «1»).



а

б

в

а – х125; б – х250; в – х500

Рисунок 3.4 – Мікроструктура сплаву ЖСЗДК-ВІ з присадкою таблетованого модифікатора $Ti(C, N)$, отриманих методом соморозповсюдження високотемпературного синтезу (СВС), з витримкою – 6 хв.(варіант «2»).

3.5 Узагальнення результатів модифікування

При дослідженні ефектів модифікування жароміцного сплаву ЖСЗДК-ВІ ультрадисперсними частинками $Ti(C,N)$, отриманими методом саморозповсюдженого високотемпературного синтезу (СВС), було встановлено, що:

1. Введення 0,05% модифікатора сприяє значному зменшенню розміру макрозерен – в 1,5 рази в порівнянні з немодифікованим сплавом, що позитивно впливає на механічні властивості матеріалу.

2. В результаті модифікування покращилися фізико-механічні характеристики: границя плинності та ударна в'язкість зросли, особливо у варіанті з витримкою 4 хвилини (варіант «1»).

3. Жароміцність зразків також зросла – тривала міцність при $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ і навантаженні 340 МПа підвищилася з 34 400 до 52 000 годин.

4. Мікроструктурні дослідження виявили розпад дендритної структури та більш рівномірний розподіл частинок карбонітриду в модифікованих сплавах. Мікропористість і розмір карбідів також зменшилися.

5. Варіант модифікації з часом витримки 4 хвилини є оптимальним з точки зору властивостей, оскільки пропонує найкращий баланс між міцністю та пластичністю, ударною в'язкістю та жаростійкістю.

Тож встановлено, що використання ультрадисперсного $Ti(C,N)$ в якості модифікатора є ефективним засобом покращення мікроструктури та властивостей жароміцних сплавів, особливо в ЖСЗДК-ВІ.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Brooks R. Передові матеріали для реактивних двигунів. – Американський ринок металів. 1980. т. 88. № 236. с. 9. 12.
2. Бокштейн С. З., Гінзбург С. С., Торосян Э. А. Ефект зернограничної спадковості і властивості рекристаллізованих нікелевих сплавів. – Металознавство і термічна обробка металів, 1976, № 8, с. 52–55.
3. Restall J. E., Toulson E. C. Будова та мікроструктура деяких литих нікелевих надсплавів: Ч. I. Метали та матеріали, 1973, т. 7 № 3, с. 134–139.
4. Іонова Л. Ю. Рівновага високохромистих карбідів із твердими розчинами під час кристалізації та термічної обробки / Л. Ю. Іонова // Металознавство та обробка металів. – 1999. – № 3. – С. 50–52.
5. Billingham Z. Оптимізація співвідношення Ti/Al в суперсплавів на основі нікелю для використання в суднових турбінах. Відкладення та корозія газових турбін: тези доп. Конф. 1972, Лондон, 1973, с. 229-243.
- 6 Restall J. E., Toulson E. C. Конституція та мікроструктура нікелевих суперсплавів певного типу лиття: Частина I. Метали і матеріали, 1973, т. 7, № 3, с. 134-139.
7. Restall J. E., Toulson E. C. Конституція та мікроструктура нікелевих суперсплавів, отриманих литтям за певними схемами: Частина II. Метали і матеріали, 1973, т. 7, № 4, с. 187-194.
8. Evans R. K. Нові аерокосмічні матеріали дебютували на Faruborough 78, Метали та матеріали. Грудень 1998 р./січень 1999 р., с. 32–34.
9. В.З Куцова, М.А. Ковзель, О.А. Носко Леговані сплави та сталі з особливими властивостями Дніпропетровськ НМетАУ 2008 с.266-283
10. Doherty J. F., Kear V. H., Giamei A. F. Про походження підвищення пластичності в Hf-легованому MAR M200. - Металознавство, 1971, т. 23, N 11 с. 59-62 .

11. Merz G. D., Kattamb T. Z., Gramd A. F. Мікророзшарування та гомогенне виділення дендритних монокристалів Ni-7,5 мас. ч. Al - 2 мас. ч. Та - Журнал матеріалознавства, 1979, т. 14, N 3, с. 663-670.

12. Jackson J. J., Donachle M. J., Henricks R. J. The effects of volume percent of fine Y' on creep in DS MAR M200 + Hf. – Вплив об'ємного відсотка дрібного Y' на щільність у DS MAR M200 + Hf. – *Металургійні операції*, 1977, том 8А. № 1, с. 115-120.

13. Jackson J. J., Donachle M. J., Henricks R. J. The effects of volume percent of fine Y' on creep in DS MAR M200 + Hf. – Вплив об'ємного відсотка дрібного Y' на щільність у DS MAR M200 + Hf. – *Металургійні операції*, 1977, том 8А. № 1, с. 125-134

14. French R. D. Механізм зміцнення в суперсплавах на основі нікелю. *Науково-технічні аерокосмічні доповіді*, 1977, т. 15, с. 71

15. Brennenman J. Oxidation behavior of GTD111 Ni-based superalloy at 900°C in air / J. Brennenman, J. Wei, Z. Sun, L. Liu // *Corrosion Science*. – 2015. – № 100. – Pp. 267-274. – Mode of access: DOI: 10.1016/j.corsci.2015.07.031.

16. Stohr J. F., Khan T Problems metallurgiques poses par la mise on point et le development de composites de solidification destines a la realisation d'aubles de turbines. *La Recherche Aerospatiale*, 1980, N 6, p. 399–425.

17. Новий процес IAI для суперсплавів – лист Interavia Air Letter 1979, N 9369, с. 5. 164

18. В. В. Холявко, І. А. Владимирський, О. О. Жабинська Фізичні властивості та методи дослідження матеріалів, – Видавництво «Центр учбової літератури» Київ – 2016, с. 23-60

19. ДСТУ ISO 6892-1:2019 Металеві матеріали. Випробування на розтяг. Частина 1. Метод випробування за кімнатної температури (ISO 6892-1:2016, IDT).

20. ДСТУ ISO 148-1:2022 Металеві матеріали. Випробування на ударний вигин за Шарпі на маятниковому копрі. Частина 1. Метод випробування (ISO 148-1:2016, IDT) (на заміну ДСТУ EN 10045-1:2006)

21. ДСТУ ISO 204:2019 Металеві матеріали. Одноосьове випробування на повзучість розтягуванням. Метод випробування (ISO 204:2018, IDT).